

HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET AND HIGH STRENGTH PLATED STEEL SHEET GOOD IN GEOMAGNETIC SHIELD CHARACTERISTIC AND PRODUCTION THEREOF

Patent number: JP11140601
Publication date: 1999-05-25
Inventor: SAKUMA KOJI; TANAKA AKIRA; SHIMAZU TAKAHIDE;
ITAMI ATSUSHI
Applicant: NIPPON STEEL CORP
Classification:
- international: C21D8/02; C21D8/12; C22C38/00; C22C38/14;
C21D8/02; C21D8/12; C22C38/00; C22C38/14; (IPC1-
7): C22C38/00; C21D8/02; C21D8/12; C22C38/00;
C22C38/14
- european:
Application number: JP19970302630 19971105
Priority number(s): JP19970302630 19971105

Report a data error here

Abstract of JP11140601

PROBLEM TO BE SOLVED: To increase the relative permeability in the DC magnetic field in a steel sheet, to make better the geomagnetic shield characteristics thereof and to improve its strength by subjecting a slab having a specified chemical compsn. to hot rolling, executing cold rolling and thereafter conducting annealing type continuous hot-dip galvanizing. **SOLUTION:** The compsn. of a slab is composed of, by weight, 0.0008 to 0.0050% C, 0.3 to 1.8% Si, 0.5 to 1.8% Mn, $\leq 0.12\%$ P, 0.002 to 0.020% S, 0.020 to 0.060% Al, 0.01 to 0.06% Ti, $\leq 0.0030\%$ N, and the balance Fe. This slab is discharged from a heating furnace at < 1150 deg.C and is subjected to hot rolling at 800 to 980 deg.C finishing temp. It is coiled at ≥ 700 deg.C, is subjected to 60 to 90% cold rolling and is thereafter annealed at 750 deg.C to the Ac3 point in continuous hot-dip galvanizing equipment having continuous annealing equipment. In this way, the high strength steel sheet in which ferrite grain size is regulated to 10 to 30 μ m, relative permeability in the DC magnetic field of 0.3 oersted is regulated to ≥ 500 and which is good in geomagnetic shield characteristics can be obtd.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-140601

(43) 公開日 平成11年(1999) 5月25日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 3	C 2 2 C 38/00	3 0 3 S
	3 0 1		3 0 1 R
			3 0 1 T
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	A
8/12		8/12	A
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願平9-302630

(22) 出願日 平成9年(1997)11月5日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 佐久間 康治

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 田中 暁

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 島津 高英

兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本
製鐵株式会社広畑製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 椎名 強 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 地磁気シールド特性が良好な、すなわち0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率が大
きい高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板とその製造
方法を提供する。

【解決手段】 Cが0.0040%以下の極低碳素鋼
で、析出強化によらず、Si、Mnにより固溶強化した
鋼にTi、Sを複合添加し、1150℃未満で加熱炉か
ら取り出すことにより、C、S、及びNをTi₄C₂S₂、TiNとして固定し、仕上温度800℃~980
℃、巻取温度700℃以上で熱間圧延後、連続焼鈍設備
またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で75
0℃以上Ac₃点以下の温度範囲で焼鈍することによ
り、その金属組織におけるフェライト結晶粒径を10~
30μmにする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.0008~0.0050%、

Si: 0.3~1.8%、

Mn: 0.5~1.8%、

P: 0.12%以下、

S: 0.002~0.020%、

Al: 0.020~0.060%、

Ti: 0.01~0.06%、

N: 0.0030%以下を含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなり、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載の0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度めっき鋼板。

【請求項3】 請求項1に記載の化学成分よりなるスラブを1150℃未満で加熱炉から取り出して仕上温度800℃~980℃で熱間圧延し、700℃以上の温度で巻き取った後、60~90%の冷間圧延を施してから連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で750℃以上Ac₃点以下の温度範囲で焼鈍し、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項2に記載の化学成分よりなるスラブを1150℃未満で加熱炉から取り出して仕上温度800℃~980℃で熱間圧延し、700℃以上の温度で巻き取った後、60~90%の冷間圧延を施してから連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で750℃以上Ac₃点以下の温度範囲で焼鈍し、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 家庭電気製品や自動車、家具、建築などの用途に薄鋼板を使用する場合、強度、防錆性等が必要とされる特性の代表的なものであるが、TVブラウン管の防爆バンドやサポートフレーム等の部品にはその部品によって構成される空間内を電子ビームが通過する際に偏向しないよう地磁気の影響をシールドすることが要求される。ここで地磁気シールド性が良好とは地磁気に相

当する0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率が大いことを意味し、電子制御化の進展が著しい自動車でもこのような鋼板を使用することにより、機器の誤作動を抑制できる可能性がある。

【0003】 地磁気シールド性を良好なものとすることは、一般にJIS C2552に規定されるような無方向性電磁鋼板を用いることで容易に実現できるが、必要とされるのは地磁気に相当する0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率を大きくすることだけであり、回転機のような高磁場における特性は必要とせず、プレス加工用の薄鋼板と同一設備で製造できれば製造可能な板厚範囲も広く、製造コストも低減できる。地磁気に相当する0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率を大きくするためには鋼中に存在する微細な析出物を減じ、またフェライト結晶粒を粗大化して磁壁の移動を容易とすることが有効なことが知られており、例えば、特開平3-61330号公報では低Alキルド鋼を用いてオープンコイル脱炭焼鈍することにより結晶粒を粗大化する方法が、また特公平8-6134号公報や特開平8-27520号公報ではCを0.01%以下とし、不純物を少なくした鋼を連続焼鈍することにより結晶粒を粗大化する方法が記載されているが、かかる発明による鋼板では降伏点はたかだか250MPaに過ぎないと推定される。

【0004】 一方、軽量化やライフサイクルアセスメント(LCA)の観点から鋼材使用量を低減しようとする場合には、例えば250~300MPa以上の高い降伏点が要求され、固溶強化、細粒強化、析出強化、加工強化のうち一つまたは二つ以上の手段を組み合わせる降伏点を高める必要があるが、いずれの場合も降伏点の増加にともなって地磁気シールド特性は急激に劣化し目的を達することはできなかった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 このような従来技術の問題点を解決し、地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板および高強度めっき鋼板とその製造方法を提供することを課題とする。ここで、冷延鋼板およびめっき鋼板とはTVブラウン管の防爆バンドやサポートフレームをはじめとした家庭電気製品や自動車、家具、建築などの用途に使用されるものであり、表面処理をしない狭義の冷延鋼板、防錆のために例えばZnやZn-Ni等の合金をめっきした電気めっき鋼板や、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板と、さらにはプレス成形性と防錆の一層の改善のためにめっき層の合金化や上層に有機皮膜処理などを施した表面処理鋼板を含むものを言う。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明者らは、上記の課題を解決すべく、地磁気に相当する0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率を大きくすること

と降伏点で代表されるような強度を高めることの両立には、Cが0.0050%以下の極低炭素鋼を用いて、析出強化によらず、フェライト結晶粒を微細化せずに固溶強化することが肝要であることに着目し、鋭意検討を加えた結果、Ti、Sを複合添加したうえで、主としてSi、Mnにより固溶強化し、熱間圧延の際の温度を制御することによってフェライト結晶粒径が10~30 μ mで0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上となり、地磁気シールド特性を優れたものとして見出した。すなわち、本発明はこのような新知見に基づいて構成された従来にはない全く新しい鋼板であり、その要旨とするところは以下のとおりである。

【0007】(1)重量%で、C:0.0008~0.0050%、Si:0.3~1.8%、Mn:0.5~1.8%、P:0.12%以下、S:0.002~0.020%、Al:0.020~0.060%、Ti:0.01~0.06%、N:0.0030%以下を含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなり、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板。

(2)前記(1)に記載の0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度めっき鋼板。

【0008】(3)前記(1)に記載の化学成分よりなるスラブを1150℃未満で加熱炉から取り出して仕上温度800℃~980℃で熱間圧延し、700℃以上の温度で巻き取った後、60~90%の冷間圧延を施してから連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で750℃以上Ac₃点以下の温度範囲で焼鈍し、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度冷延鋼板の製造方法。

【0009】(4)前記(2)に記載の化学成分よりなるスラブを1150℃未満で加熱炉から取り出して仕上温度800℃~980℃で熱間圧延し、700℃以上の温度で巻き取った後、60~90%の冷間圧延を施してから連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で750℃以上Ac₃点以下の温度範囲で焼鈍し、その金属組織においてフェライト結晶粒径が10~30 μ mであることを特徴とする、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率が500以上の地磁気シールド特性の良好な高強度めっき鋼板の製造方法である。

【0010】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。まず、C、Si、Mn、P、S、Al、Ti、及びNの

限定理由について述べる。Cは固溶強化あるいは析出強化により降伏点を高める極めて重要な元素であるが、0.0050%を超えるとTiで固定されずに残存するCが微細炭化物として時効析出するのにもなって地磁気シールド特性が劣化する。一方、Cを0.0008%未満とすることは真空脱ガスに極めて長い時間が必要となり、製造コストの増大が著しいため好ましくないばかりか、本発明の特徴とするTi、Sの複合添加を行った場合にも、析出物が粗大化せず、地磁気シールド性を良好なものとしてできない。

【0011】Siはフェライト結晶粒径を大きく変化させずに、結晶中に固溶してFe原子を置換し、結晶格子を歪ませることにより、降伏点を高める。一方で地磁気シールド特性への悪影響が小さいため、降伏点を高める目的で0.3%以上添加する。しかし、その添加量が1.8%を超えると、鋼板の表層に内部酸化層を生じて、表面欠陥の一因となり、また溶融亜鉛めっきを行う場合には表層にSiO₂の被膜が形成されるためにめっき密着性を劣化させる。

【0012】MnはSiと同じようにフェライト結晶粒径を大きく変化させずに、結晶中に固溶してFe原子を置換し、結晶格子を歪ませることにより、降伏点を高める。一方で地磁気シールド特性への悪影響が小さいため、降伏点を高める目的で0.5%以上添加する。しかし、その添加量が1.8%を超えるとフェライト結晶粒の微細化が顕著となり、地磁気シールド特性が大きく劣化するばかりか、C量を本発明範囲とすることと両立するには極めて高コストとなる。

【0013】Pはフェライト結晶粒を微細化するため、同じ固溶強化元素とされるSiやMnと比べて地磁気シールド性への悪影響が大きい、特に降伏点強度を高める必要がある場合には、析出強化や加工強化に比べれば地磁気シールド性の劣化が許容できるものであるため、最大0.12%まで添加することができる。その量が0.12%を超えると、フェライト結晶粒の微細化が顕著となり、地磁気シールド特性が大きく劣化するばかりか、中心偏析が著しいため冷間圧延性の劣化や二次加工脆化を生じる。

【0014】Sは本発明では粗大なTi₄C₂S₂を形成することにより、磁壁の移動やフェライト結晶粒の成長を阻害し、地磁気シールド特性に悪影響を及ぼさないようにしているが、その量が0.020%を超えるとMnSが形成されやすく、磁壁の移動が阻害されるとともにフェライト結晶粒成長が抑制されるため、地磁気シールド性が劣化する。一方、0.002%未満にすることは製造コストを極めて高くするので好ましくない。

【0015】Alは鋼の脱酸のために用いられるが、本発明ではTiを添加してNをTiNとして固定するため、Oを捕捉するのに過剰であったAlが微細なAlNとして析出し、磁壁の移動を阻害したり、フェライト結

晶粒成長を抑制して地磁気シールド特性を劣化させることがない。このため表面性状の欠陥を生じることがないよう 0.02% 以上添加する。一方、0.06% を超える添加はコスト増となるため好ましくない。

【0016】Ti は C と共に S を粗大な Ti₄C₂S₂ として固定し、MnS が析出するのを抑制するとともに、また N を TiN として固定し、微細な AlN として析出するのを抑制することにより、磁壁移動を比較的容易にすると同時に、フェライト結晶粒成長が阻害されにくくし、地磁気シールド性を良好とする。その添加量が 0.01% 未満だとその効果が認められない。一方、0.06% を超す添加はコスト増となるばかりか、P と微細な化合物を形成するため磁壁の移動が阻害されるとともに、フェライト結晶粒の成長も抑制され、地磁気シールド特性が劣化する。

【0017】N は本発明では Ti を添加し、TiN として析出させることにより地磁気シールド特性の劣化を抑制しているが、残存 N が微細析出物となって磁壁の移動を阻害し、また TiN も過剰になると磁壁の移動に障害となる程度が顕著となるため 0.0030% 以下とする。これらを主成分とする鋼に Nb、Cu、Sn、Zr、Mo、W、Cr、Ni、及び B 等の不可避的不純物を含むが、本発明の目的とする地磁気シールド特性と高強度を両立するためには好ましくない場合が多く、その含有量は合計で 0.3% 未満とすることが好ましい。

【0018】次に、製造条件の限定理由について述べる。熱間圧延に供するスラブは特に限定するものではない。すなわち、連続鑄造スラブスラブキャスター等で製造したものであればよい。熱間圧延の条件も特定するものではない。熱間圧延を開始する以前に C、S、N の多くを Ti₄C₂S₂、TiN として固定し、地磁気シールド特性への悪影響を最小とするため、スラブを加熱炉から取り出す温度は 1150℃ 未満とする。また仕上温度は 800~980℃ とする。仕上温度が 800℃ 未満の場合には未再結晶状態の組織が残存し、冷延性を悪化させるとともに、冷延、焼鈍後のフェライト結晶粒を 10μm 以上とすることが容易ではなく、地磁気シールド特性が劣る。一方、980℃ を超えるような温度で熱延を仕上げるには加熱温度を著しく上げることが必要となり好ましくない。特に冷延、焼鈍後のフェライト結晶粒の成長を容易にするという観点からは 800℃ 以上 Ar₃ 点以下とすることが望ましい。熱延後の冷却方法および巻取温度は特に限定しないが、残存している C、N が微細析出し、磁壁移動を阻害したり、フェライト結晶粒の成長を抑制し、地磁気シールド特性を劣化させないよう 700℃ 以上とする。

【0019】冷間圧延は通常の条件でよく、特に効率よ

くスケールの酸洗を行う目的から、その圧延率は 60% 以上とする。一方、90% を超す圧延率で冷間圧延を行うことは多大な冷延負荷が必要となるため現実的ではない。連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備で焼鈍する際、その焼鈍温度は 750℃ 以上 Ac₃ 点以下とする。焼鈍温度が 750℃ 未満では再結晶が不十分であり、加工組織が残存するため地磁気シールド特性が著しく劣化する。地磁気シールド特性は焼鈍温度が上昇し、フェライト結晶粒が成長するとともに向上するが、Ac₃ 点を超すような温度で焼鈍し、変態による混粒組織が生じると低下することがあるため、避けることが望ましい。

【0020】この後、必要により防錆のために例えば Znめっきや Zn-Ni をはじめとした合金めっきなどの表面処理、さらにはその上に有機皮膜処理などを施しても、本発明の特徴とする地磁気シールド特性への影響は見られない。また、焼鈍後、調質圧延や鋼板の剪断、部品形状への加工に伴って 0.3 エールステッド前後の直流磁場における比透磁率は低下するが、TV ブラウン管の防爆バンドやサポートフレームは約 600℃ から強制冷却した時の熱収縮により圧縮した、すなわち焼きばめ状態で使用されるため、600℃ に再加熱される過程で付加されたひずみの多くが解放され、地磁気シールド特性、すなわち 0.3 エールステッド前後の直流磁場における比透磁率は焼鈍直後の状態と大きくは変わらない。すなわち、地磁気シールド特性が良好なものと降伏点で代表されるような強度が高いことを両立できる。

【0021】

【実施例】次に本発明を実施例にて更に詳細に説明する。

(実施例 1) 表 1 に示す組成からなる鋼を表 2 に示す条件により 3.0mm~6.0mm 厚に熱間圧延し、酸洗後、冷間圧延を施して 0.7mm~1.6mm 厚の冷間圧延鋼帯とした後、連続焼鈍設備を用いて表 2 に示すような条件の熱処理を行い、さらに伸び率 0.3% の調質圧延を行った。このようにして製造された鋼帯から圧延方向に平行に JIS 5 号試験片を切り出し、常温での引張試験を行うことにより、降伏強さ (Y_P)、引張強さ (T_S) を求めた。また同じ鋼帯から切り出した 30mm×300mm の試料を組み合わせ、JIS C2550 に準拠した直流エプスタイン法により、0.3 エールステッドの直流磁場における比透磁率を求めた。さらに断面を腐食後、倍率 100 倍で光学顕微鏡観察することにより、フェライト結晶粒の平均粒径を求めた。結果を表 2 に示す。

【0022】

【表 1】

表 1

鋼種	成分組成 (重量%)									備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	その他	
A	<u>0.0007</u>	1.84	0.93	0.059	0.0107	0.024	0.045	0.0022	—	比較例
B	0.0014	0.86	0.99	0.083	0.0087	0.045	0.024	0.0016	—	本発明
C	0.0025	1.24	1.20	0.022	0.0090	0.033	0.028	0.0026	Nb 0.015 B 0.0002	本発明
D	0.0026	1.35	1.42	0.039	0.0116	0.032	0.035	0.0020	B 0.0006	本発明
E	0.0029	<u>0.27</u>	1.08	0.048	0.0124	0.049	0.042	0.0026	—	比較例
F	0.0035	1.27	<u>0.46</u>	0.032	0.0093	0.047	0.031	0.0027	—	比較例
G	0.0025	1.07	<u>2.13</u>	0.046	0.0107	0.035	0.054	0.0021	—	比較例
H	0.0037	0.82	1.23	0.055	0.0156	0.028	0.049	0.0022	—	本発明
I	0.0027	0.57	1.56	<u>0.141</u>	0.0112	0.037	0.038	0.0032	—	比較例
J	0.0032	0.77	1.09	0.061	<u>0.0252</u>	0.034	0.040	0.0024	—	比較例
K	0.0025	0.79	1.14	0.057	0.0131	0.038	<u>0.007</u>	0.0019	—	比較例
L	0.0030	0.81	1.15	0.048	0.0083	0.022	<u>0.096</u>	0.0025	—	比較例
M	<u>0.0068</u>	<u>1.19</u>	1.36	0.052	0.0071	0.046	0.048	0.0021	—	比較例

(注) アンダーラインは本発明外

【0023】

【表2】

表 2

No	鋼	加熱炉からの スラブ抽出温 度 (°C)	熱延仕上 温度 (°C)	巻取温 度 (°C)	熱延仕上 板厚 (mm)	製品厚 (mm)	冷延率 (%)	焼鈍温 度 (°C)	結晶粒 径 (μm)	降伏点 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	比透磁 率性	備 考
1	A	1120	870	720	4.0	1.0	75	880	8	325	455	37	430	比較例
2	B	1110	880	730	3.5	0.8	77	880	18	315	440	39	560	本発明
3	B	1110	880	590	4.0	1.0	75	880	9	324	452	37	420	比較例
4	B	1140	960	780	4.0	1.0	75	880	15	312	440	38	550	本発明
5	B	1120	780	710	3.5	1.2	66	880	6	328	457	37	320	比較例
6	D	1120	860	720	5.0	1.2	80	880	22	347	483	34	630	本発明
7	D	1120	860	720	3.0	0.8	73	820	14	360	503	32	520	本発明
8	D	1120	860	720	3.0	1.0	67	720	5	518	778	5	130	比較例
9	D	1210	880	750	6.0	1.4	77	860	9	355	487	35	410	比較例
10	E	1130	830	710	4.0	1.0	75	880	16	238	340	46	530	比較例
11	F	1140	880	760	4.0	1.0	75	880	17	238	420	41	480	比較例
12	G	1110	840	750	4.0	1.2	70	880	8	334	467	36	430	比較例
13	H	1130	850	720	4.5	0.8	82	800	14	330	467	37	560	本発明
14	H	1130	860	730	4.0	1.2	70	980	9	308	430	41	480	比較例
15	H	1090	860	750	5.0	1.2	76	880	21	311	435	40	650	本発明
16	H	1110	830	720	4.0	1.0	75	860	18	315	450	40	570	本発明
17	I	1140	900	740	5.0	1.6	68	880	8	310	433	40	380	比較例
18	J	1110	850	720	4.0	1.0	75	880	7	347	487	34	230	比較例
19	K	1110	860	710	5.0	1.4	72	880	7	352	501	34	270	比較例
20	L	1120	860	720	3.5	0.7	80	880	6	346	495	33	280	比較例
21	M	1080	850	710	4.5	1.0	78	880	13	368	540	23	240	比較例

(注) アンダーラインは本発明外

【0024】この表からも明らかなように、本発明に規定する化学組成を有し、フェライト結晶粒径が $10 \sim 30 \mu\text{m}$ である試料No 2、4、6、7、13、15、及び16は降伏点が 300MPa 以上の高強度冷延鋼板であると同時に、0.3エールステッドの直流磁場において500以上の比透磁率を有し、地磁気シールド特性に優れたものとなっている。これに対し試料No 3、5、8、9、及び14のように、本発明に規定する化学組成を有していても、製造条件が不適切であり、フェライト結晶粒径が $10 \sim 30 \mu\text{m}$ の範囲になく、特に未再結晶粒が含まれていたり、混粒組織となる時には0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率は500未満となり、地磁気シールド特性に劣ったものとなっている。

【0025】また、本発明で規定する化学組成以外の鋼では、試料No 10、11のようにSiやMnの添加量が少ないと0.3エールステッド直流磁場において50

0以上の比透磁率を有していても 300MPa 以上の降伏点を得ることが難しく、あるいは試料No 1、12、及び17～20のように過剰にMn、P添加されていたり、C、S、Tiの添加量が不適切であると降伏点が 300MPa 以上であってもフェライト結晶粒径を $10 \sim 30 \mu\text{m}$ とすることが難しいために、一方、試料No 21のようにCが0.0040%を超えると時効による微細炭化物が析出し易く、0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率は500未満であり、地磁気シールド特性に劣っている。

【0026】(実施例2)表1に示す組成からなる鋼Cを表3に示す条件により3.5～6.0mm厚に熱間圧延し、酸洗後、0.8～1.6mm厚に冷間圧延した後、ライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備を用いて表3に示すような条件の熱処理を行いながらその表層に溶融亜鉛めっきを付した鋼帯に、さらに伸び率0.3%

の調質圧延を行った。このようにして製造された鋼帯から圧延方向に平行にJIS5号試験片を切り出し、常温での引張試験を行うことにより、降伏強さ(YP)、引張強さ(TS)を求めた。また、同じ鋼帯から切り出した30mm×300mmの試料を組み合わせ、JISC2550に準拠した直流エプスタイン法により0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率を求めた。さらに断面を腐食後、倍率100倍で光学顕微鏡観察することによりフェライト結晶粒径を求めた。結果を表3に示す。

【0027】

【表3】

考 例	本発明	本発明	比較例	比較例	比較例
比透磁率	530	550	390	420	180
伸び (%)	36	38	34	35	7
引張強さ (MPa)	448	451	467	459	689
降伏点 (MPa)	324	322	379	355	550
結晶粒径 (μm)	15	14	6	8	4
焼鈍温度 (°C)	860	830	860	860	730
冷延率 (%)	78	73	66	77	82
製品厚 (mm)	1.0	1.6	1.2	1.4	0.8
熱延仕上板厚 (mm)	4.5	6.0	3.5	6.0	4.5
巻取温度 (°C)	730	800	710	750	720
熱延仕上温度 (°C)	850	970	790	880	860
加熱炉からのスラブ抽出温度 (°C)	1120	1140	1080	1210	1130
鋼	C	C	C	C	C
No	1	2	3	4	5

(注) アンダーラインは本発明外

【0028】この表から明らかなように、本発明に規定する化学組成を有し、フェライト結晶粒径が10～30μmである試料No1及び2は降伏点が300MPa以上の高強度冷延鋼板であると同時に、0.3エールステッドの直流磁場において500以上の比透磁率を有し、地磁気シールド特性に優れたものとなっている。これに対し、試料No3～5のように、本発明に規定する化学組成を有していても製造条件が不適切でフェライト結晶粒径が10～30μmの範囲になく、特に未再結晶粒が含まれていたり、混粒組織となる時には0.3エールステッドの直流磁場における比透磁率は500未満であり、地磁気シールド特性に劣ったものとなっている。

【0029】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は地磁気に相当する0.3エールステッド前後の直流磁場における比透磁率が大きく、地磁気シールド特性が良好なことから降伏点で代表されるような強度が高いことを両立させた高強度冷延鋼板及び高強度めっき鋼板とそれらの製造方法を提供するものであり、またプレス加工用の薄鋼板が製造されるのと同じ連続焼鈍設備またはライン内焼鈍式の連続溶融亜鉛めっき設備を用いて容易に製造できるため、TVブラウン管の防爆バンドやサポートフレームのみならず、家庭電気製品や自動車、家具、建築など薄鋼板が用いられる広い用途に適用でき、産業上極めて大きな効果を有する。

フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

識別記号

F I

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/14

(72) 発明者 伊丹 淳

千葉県君津市君津 1 番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内